

2 - Revisão Bibliográfica

Nesta revisão bibliográfica é abordado o estudo das regiões da ZTA de uma solda real e de uma simulada em aços API 5L X80.

2.1. Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Os aços têm sido utilizados por pelo menos 3000 anos e consistem em torno de 80 % de todas as ligas metálicas ferrosas existentes. A definição de um aço estrutural de alta resistência é relativa. Por exemplo: para estaleiros aços de alta resistência possuem tensão de escoamento de 335 MPa, para os construtores de guindastes moveis 890 MPa [1]. E muito embora aços estruturais com tensão de escoamento de 1100 MPa já estejam sendo produzidos a nível comercial, em termos de aplicações em campo, há pelo menos 30 anos, aços com limite de escoamento superior a 690 MPa vem sendo produzidos. Inicialmente a rota de produção destes aços de alta resistência foi por têmpera e revenimento e nos últimos anos, a rota de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado tem sido utilizada. Faixas típicas de tensão de escoamento e tenacidades caracterizadas pela temperatura de transição estão apresentadas na Figura 2-1 [1, 2, 3].

Com o crescimento mundial do consumo de energia, novas fontes de óleo e gás passaram a ser exploradas e descobertas, principalmente em regiões remotas e com condições climáticas adversas, pressionando a indústria dutoviária a utilizar os novos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) que atingissem as novas demandas do consumo de óleo e gás. Segundo o mencionado por Shabalov [4] tubos que conduzem petróleo ou gás operaram a baixas temperaturas em meios agressivos sendo submetidos a carregamentos dinâmicas e/ou estáticos. Estes tubos devem possuir boas propriedades mecânicas, como elevada resistência, boa tenacidade, e boa soldabilidade.

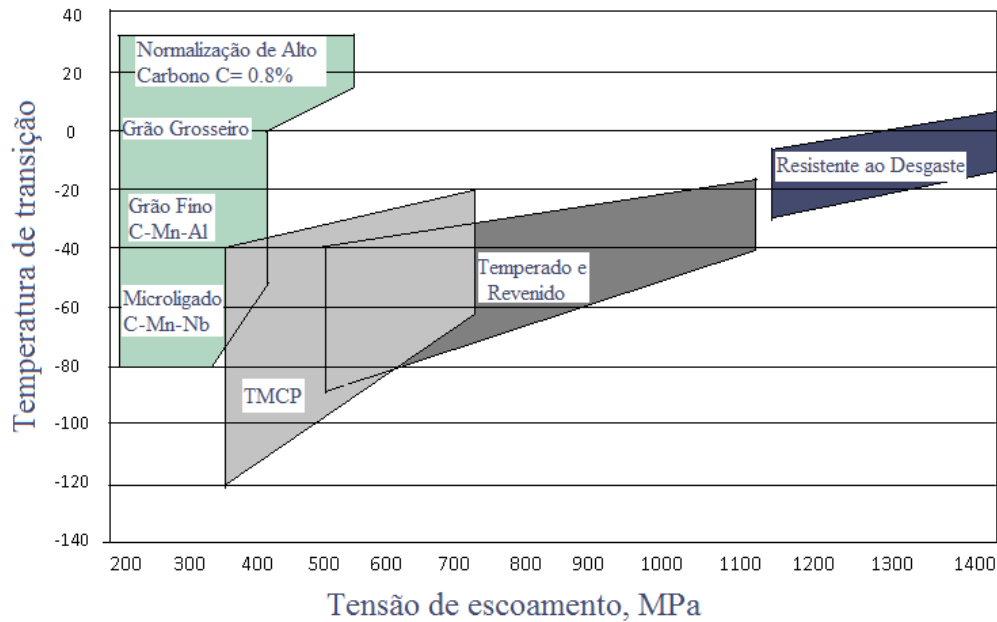


Figura 2-1 Relação entre a tenacidade caracterizada pela temperatura de transição obtida a 27 J e a tensão de escoamento [1].

A principal vantagem da utilização de tubos de elevada resistência mecânica é a redução do custo total da obra. Esta redução se baseia na premissa de que, ao aumentar o limite de escoamento do material, a espessura de parede para resistir às pressões internas (ou externas no caso de águas profundas) é reduzida. Assim, tem-se também uma redução no peso e no transporte dos tubos, bem como no volume de solda e na hora/soldador a serem computados [5].

2.1.1. Evolução de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Nos anos 70 (Figura 2-2), o processo de fabricação de aços de alta resistência API 5L X60 contendo até 0,2% em peso de C com microadições de elementos microligantes e laminação a quente seguido de um processo de normalização, foi substituído por laminação controlada [3, 6, 7, 8]. Os aços continham um alto teor de carbono, ferrita poligonal de grão grossoiro (10-15 μ m) e grande fração volumétrica de perlita. A transformação da austenita em ferrita e perlita ocorria a partir de uma austenita não deformada, isto é, 100% recristalizada. Devido a um alto teor de carbono os aços tinham a característica de ter alta dureza, baixas ductilidade e soldabilidade e baixa energia de impacto, assim como ferrita grosseira e uma quantidade elevada de perlita. Isto levou a necessidade de um

desenvolvimento para reduzir o conteúdo de carbono e obter aços com elevada resistência [8].

O processo de laminação a quente foi substituído por laminação controlada permitindo a produção de aços de grau API 5L X70 contendo até 0,12% de carbono com microadições de Nb, V e Ti. Posteriormente esta metodologia de fabricação associada ao resfriamento acelerado, permitiu produzir aços de resistência ainda mais elevada, grau X80, com maior redução de carbono e excelente soldabilidade. Adições de Mo, Cu e Ni associados à laminação controlada e resfriamento acelerado permitiram aumentar ainda mais o nível de resistência resultando nos graus X100 e X120, com menores teores de carbono pela aplicação de resfriamento acelerado intenso e elementos de liga [9, 10, 11].

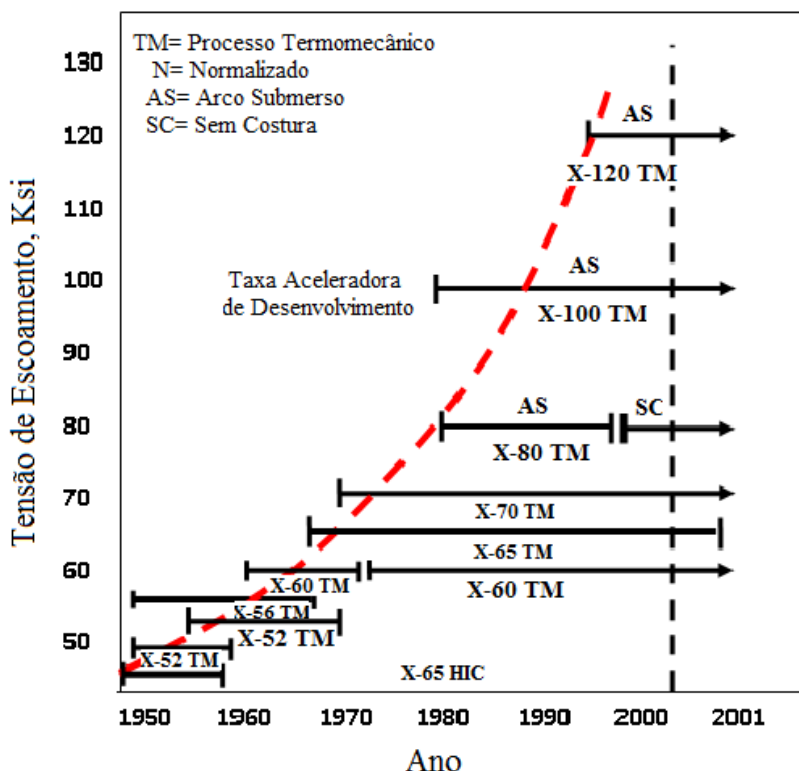


Figura 2-2 Evolução dos graus API ao longo dos anos respeito a tensão de escoamento [5, 12]

2.1.2. Fabricação de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Na década de 1970, pesquisadores ingleses começaram a desenvolver um novo conceito de material, aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL), contendo teores muito baixos de nióbio, titânio, vanádio e molibdênio

que apresentam uma característica muito peculiar durante sua conformação a quente [10, 12]. O objetivo destes elementos é obter elevados níveis de resistência mecânica aliado a uma boa tenacidade e soldabilidade. Estas propriedades dos aços (ARBL) são geralmente obtidas por rotas de processamento que incluem tratamentos termomecânicos. Os níveis de resistência são função dos mecanismos de endurecimento que compreendem principalmente: refino de grão inibindo o crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento das chapas e diminuindo a velocidade de recuperação e recristalização dos grãos austeníticos deformados, endurecimento por solução sólida, e endurecimento por precipitação.

Outros elementos de liga substitucionais também são adicionados em pequenas quantidades tais como, cromo, níquel e molibdênio, com o intuito de diminuir a temperatura de transformação ($\gamma \rightarrow \alpha$) durante o processo de laminação controlada [8, 12].

Os materiais estudados neste trabalho foram aços de alta resistência e baixa liga API 5L X80 pertencentes aos sistemas Nb-Cr e Nb-Cr-Mo. Estes aços contêm elementos microligantes tais como nióbio, vanádio, titânio, cromo e molibdênio. O processo de fabricação destes aços foi por laminação controlada ou processo termomecânico controlado, sua denominação em inglês é (TMCP- Thermomechanical controlled process), o processo ocorre em três fases principais:

- Laminação na fase de recristalização da austenita (1250°C).
- Laminação na fase de não recristalização da austenita (1050°C).
- Acabamento no campo austenita-ferrita.

2.2. Soldagem de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

A soldabilidade dos tubos para condução de derivados de petróleo é uma característica vital para este tipo de produto, já que a soldagem é usada intensivamente em sua fabricação e na união entre os tubos em campo. Os aços estruturais processados termomecanicamente e microligados ao nióbio, vanádio e titânio com teor reduzido de elementos de liga, particularmente carbono, apresentam soldabilidade superior em relação aos aços convencionais de média e alta liga, além de maior resistência mecânica e tenacidade [6].

A obtenção de melhores propriedades mecânicas permitiu não apenas o aumento do diâmetro dos tubos, mas também a utilização de maiores pressões levando ao aumento da capacidade de transporte [13].

A melhoria da soldabilidade tornou a execução desse processo de união mais simples, confiável e econômico, um fator de enorme importância quando os custos associados à soldagem de uma estrutura podem ser superiores à metade do valor total do componente. Por exemplo, um aço estrutural com maior soldabilidade permite suprimir o preaquecimento durante a soldagem em campo, o que significa uma redução de custos da ordem de 70 dólares por tonelada de aço [6].

Portanto, a mudança para aços de alta resistência, implica também em uma mudança na especificação de procedimentos de soldagem, sendo a zona termicamente afetada (ZTA) a que exige uma maior atenção. Normalmente não é possível restaurar as propriedades mecânicas dos aços produzidos por laminação controlada, portanto não é surpreendente que quando soldado possa ocorrer amolecimento na ZTA dependendo do processamento e/ou composição química do aço [8].

Os processos de soldagem buscam como principal objetivo produzir metais de solda com propriedades mecânicas equivalentes as propriedades do metal base, portanto uma boa soldabilidade se encontra governada por fatores como [14]:

- O procedimento de soldagem empregado.
- Composição química do aço.
- As transformações produzidas na ZTA.
- As tensões residuais geradas durante a soldagem.
- Os consumíveis empregados.
- As condições ambientais que influenciarão a quantidade de hidrogênio absorvido pelo metal fundido durante a soldagem.

2.3. Fatores que afetam a tenacidade da ZTA em aços microligados

Os elementos microligantes presentes no metal de solda são provenientes principalmente dos consumíveis de soldagem, embora possam ser oriundos da diluição com o metal de base. Esses elementos, que podem estar presentes em até partes por milhão, apresentam um efeito complexo na microestrutura e propriedades mecânicas do metal base (MB), metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA) [15, 8, 16].

A presença de compostos como nitretos, carbonetos e carbonitretos na ZTA tem grande importância porque podem ancorar os contornos de grãos da austenita no reaquecimento, inibindo o crescimento de grão austenítico, evitando a presença de carbono em solução sólida [17, 18]. Segundo Mitchell [19], os principais fatores que podem afetar a tenacidade da ZTA em aços microligados de alta resistência e baixa liga são:

- A solubilidade dos elementos microligantes,
- Efeito dos elementos microligantes nas temperaturas de transformação,
- Efeito de elementos de liga no tamanho de grão austenítico na ZTA.

2.3.1. A solubilidade dos elementos microligantes:

Segundo Smallman [20], durante o processo de soldagem no reaquecimento de um aço microligado, os elementos microligantes estão presentes inicialmente em forma de nitretos, carbonetos e carbonitretos tais como: Nb(CN), V(CN), (NbV)CN, TiC e Ti(CN) dispersos na matriz austenítica. A medida que a temperatura é aumentada, esses precipitados dissolvem-se gradualmente, podendo esta dissolução ser parcial ou completa. A dissolução de carbonetos e nitretos são registradas geralmente a temperaturas acima de 1000°C.

Deardo [21] fez uma avaliação sobre a precipitação dos elementos microligantes na soldagem de aços de baixo carbono. Na ZTA de um aço microligado não é possível obter a mesma microestrutura e precipitação que foi obtida no processamento termomecânico controlado na fabricação do metal base, uma vez que na ZTA são atingidas temperaturas muito elevadas, as quais produzem uma dissolução não controlada de precipitados, uma vez dissolvidos o

efeito de imobilização dos contornos de grão austenítico é perdido possibilitando crescimento acentuado dos grãos austeníticos próximo a linha de fusão, deteriorando as propriedades mecânicas, reduzindo a imobilização dos grãos austeníticos drasticamente perto da linha de fusão, aumentando por tanto o tamanho de grão austenítico.

Mitchell [19] avaliou o comportamento destas partículas na ZTA, a Figura 2-3 mostra comparativamente à solubilidade das partículas na região de grãos grosseiros (RGG) da ZTA até uma temperatura de 1450 °C. Pode-se observar que a solubilidade aumenta com o aumento da temperatura, isto significa que quanto maior a temperatura, maior a quantidade de elemento microligante dissolvido. Assim, a elevadas temperaturas, perto da linha de fusão, os nitretos são mais estáveis que os carbonetos, sendo que o carboneto de vanádio (VC) é mais solúvel na austenita que o nitreto de nióbio (NbN). Os estudos também demonstraram que a baixa solubilidade do nitreto de titânio (TiN) e o fato de ser uma partícula mais estável é utilizado para limitar o crescimento de grão austenítico por meio de ancoramento. Outras partículas como o (VC) aumentam o endurecimento por precipitação e o (NbC) fornece o refinamento de grão austenítico [19].

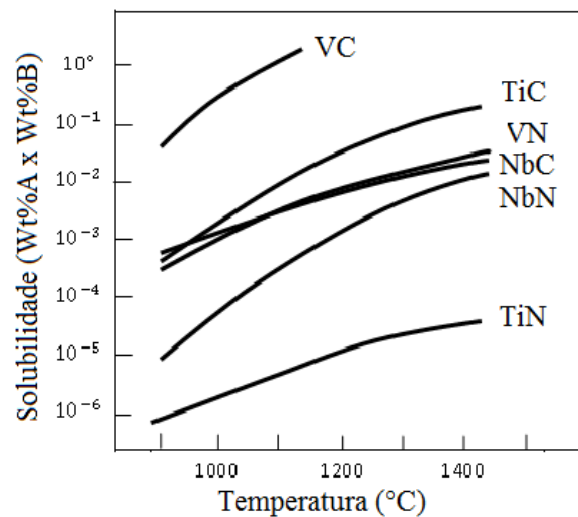


Figura 2-3 Solubilidade dos principais compostos na região de grãos grosseiros na ZTA [19], onde (Wt%A) recebe o percentual em massa do primeiro elemento do precipitado (Nb ou V ou Ti), e (Wt%B) recebe o percentual em massa do segundo elemento químico do precipitado (C ou N).

Em aços onde os elementos microligantes formam precipitados complexos, o equilíbrio da solubilidade de um determinado composto pode ser alterado, se a elevadas temperaturas a solubilidade de um precipitado é diferente do outro, levando a dissolução de um deles, afetando a tenacidade do material. Mitchell [19] mostrou que em aços contendo Nb-Ti e N, a elevadas temperaturas são formados essencialmente precipitados ricos em Ti e N, enquanto que a baixas temperaturas formam precipitados ricos em Nb e C, este fenômeno leva a um descontrole da formação dos precipitados, alterando as propriedades do material.

2.3.2. Efeito dos elementos microligantes nas temperaturas de transformação

Os elementos microligantes podem causar efeitos na cinética de transformação da austenita para ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$) podendo variar a temperatura de início e fim de transformação e por consequência a microestrutura resultante. Se a temperatura de austenização for muito baixa a microestrutura resultante pode levar a baixos valores de tenacidade, devido à não dissolução dos carbonetos, porém não deve ser muito alta de modo a evitar o crescimento acentuado dos grãos austeníticos [22].

Em 1965 Andrews [23, 24] desenvolveu fórmulas empíricas que relacionam o efeito dos elementos de liga nas temperaturas críticas de transformação, conforme as equações (2-1 e 2-2), onde o peso dos elementos químicos é dado em porcentagem (%) em peso. [23, 25].

$$A_{c1}(\text{°C}) = 723 - 10.7\text{Mn} - 3.9\text{Ni} + 29\text{Si} + 16.7\text{Cr} + 290\text{As} + 6.38\text{W} \quad (2-1)$$

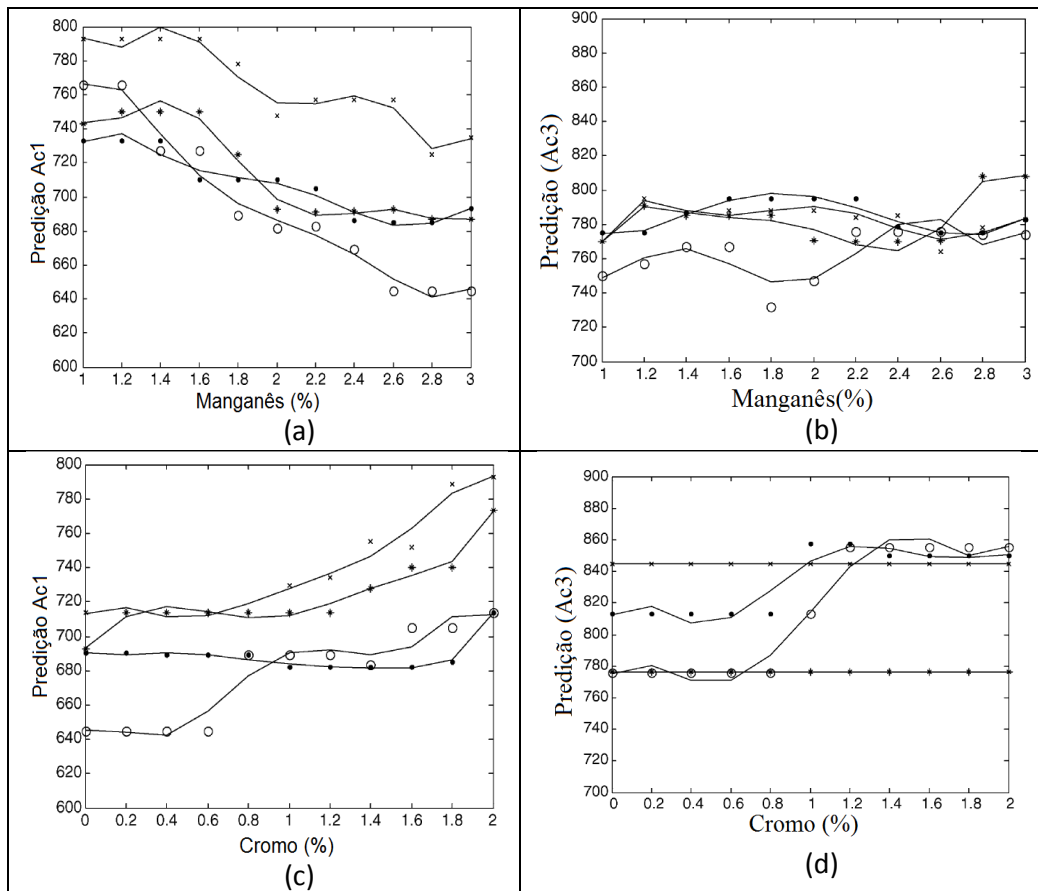
$$A_{c3}(\text{°C}) = 910 - 230\text{C}^{0.5} - 15.2\text{Ni} + 44.7\text{Si} + 104\text{V} + 31.5\text{Mo} + 13.1 \quad (2-2)$$

Os elementos que estabilizam a austenita possuem o coeficiente negativo, diminuindo as temperaturas A_{c1} e A_{c3} , conforme as equações 2-1 e 2-2, respectivamente. Já os elementos que estabilizam a ferrita possuem coeficientes positivos, aumentando A_{c1} e A_{c3} , as equações somente podem ser usadas para aços de baixa liga onde o teor de elementos microligantes é menor que 0,6% em peso [26].

Crowther [27] examinou os efeitos de nióbio e vanádio na temperatura de transformação da ZTA, em simulações realizadas em aços de baixo carbono (0,13%C-1,45% Mn) a uma temperatura máxima de 1350°C. Adições de até 0,1% de vanádio atrasam o início da transformação da austenita no aquecimento, e adições de nióbio em uma quantidade de 0,03% teve um efeito similar reduzindo o início da temperatura de transformação entre 50-60°C no aquecimento. Quanto menor for a temperatura de transformação e maior a velocidade de transformação, ocorre a tendência para formar produtos aciculares dentro dos grãos austeníticos.

Estudos realizados sobre a influência da temperatura de transformação na região de grãos grosseiros da ZTA de aços de baixo carbono demonstraram que adições de nitrogênio de (0,003% até 0,013%) aumentaram a temperatura de transformação em 75°C, para altos conteúdos de nitrogênio (0,013%) e 45°C para baixos conteúdos de nitrogênio (0,003%) [28].

You [29], estudou a influência de alguns elementos microligantes nas temperaturas críticas de transformação em quatro aços de baixo carbono com diferentes conteúdos de carbono. Assim quando o teor de manganês se encontra presente no aço na faixa de (1,0 a 3,0 %Mn) a temperatura A_{c1} diminui para os quatro tipos de aços Figura 2-4 (a). Já o efeito na temperatura crítica A_{c3} não variou, mantendo-se quase constante, Figura 2-4 (b). Adições de cromo em teores de até 2 % aumentaram a temperatura crítica A_{c1} (Figura 2-4 (c)). Para este mesmo teor de cromo o efeito na temperatura crítica A_{c3} foi parecido aumentando a temperatura (Figura 2-4 (d)). Estas alterações de A_{c1} e A_{c3} , causam um efeito na cinética de transformação da ($\gamma \rightarrow \alpha$) como foi mencionado por Mariano [22].



Composição química		Fração de massa, (%)							
Nº Aço		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	Ti + Nb + V
1	○	0.11	0.32	1.40	0	0	0	0	0.16
2	*	0.19	0.25	0.86	0	0	0	0	0.04
3	●	0.29	0.24	0.49	0.84	0	0.17	0	0
4	×	0.40	0.24	1.55	0	0	0	0	0.04

Figura 2-4 Influência do manganês (a), (b) e cromo (c), (d) nas temperaturas críticas de transformação, Ac1(a) e Ac3(b) [29].

2.3.3. Efeito de elementos de liga no tamanho de grão austenítico na ZTA

A região da ZTA próxima da linha de fusão alcança temperaturas de pico de até 1300°C ou temperaturas próximas da fusão sofrendo crescimento de grão. Este crescimento de grão austenítico tem dependência principalmente em fatores como, o ciclo térmico de soldagem associado de maneira particular à sua temperatura de pico, velocidade de resfriamento, tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ e ao aporte de calor que influenciará de maneira direta o ciclo térmico de soldagem, onde processos de maior energia resultarão em uma ZTA de granulação mais grosseira. Elementos

de liga podem influenciar os parâmetros de soldagem, variando assim o tamanho de grão da ZTA [30, 31].

Nishio et al. [32] mostrou a relação entre o tamanho de grão austenítico na ZTA para vários teores de nitrogênio em aços com diferentes teores de titânio, demonstrando que o aumento de teores de nitrogênio e titânio ajudam a refinar o tamanho de grão austenítico. A Figura 2-5 mostra que aços sem conteúdos de titânio possuem um tamanho de grão austenítico de 260 μm para teores de nitrogênio de 0,0025% , aumentando os teores de titânio até 0,048% e nitrogênio até 0,02% o tamanho de grão austenítico foi reduzido ate 50 μm mostrando como consequência, que a adição destes elementos reduz o tamanho de grão austenítico.

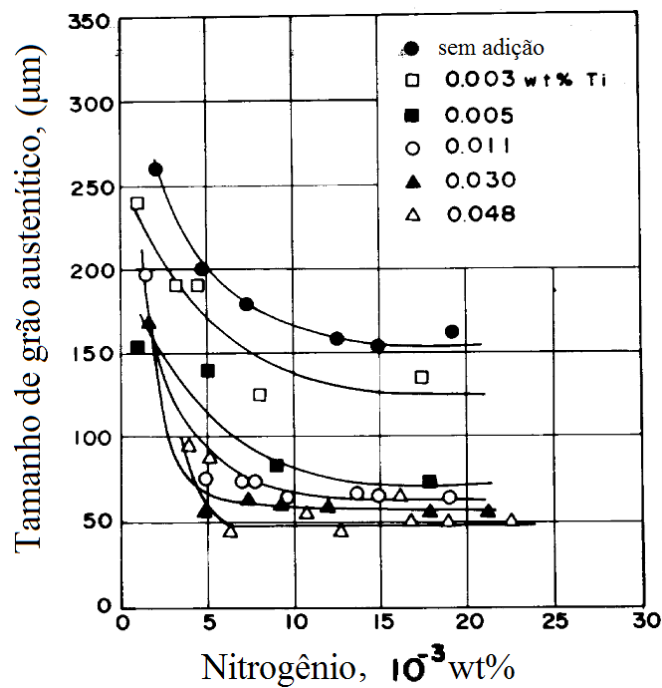


Figura 2-5 Influência de nitrogênio e titânio no tamanho de grão austenítico [32].

Recentemente Lagneborg [28] realizou simulações de soldagem em aços ARBL para mostrar a influência da velocidade de aquecimento no tamanho de grão austenítico. Os estudos realizados a uma velocidade máxima de 1350 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, em cinco tipos de aços com uma variação da velocidade de 0,5 a 1000 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, mostraram de forma geral que, o aumento da velocidade de aquecimento leva uma redução do tamanho de grão austenítico. Assim, para uma velocidade de aquecimento de 30 a 300 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ a maior redução de tamanho de grão austenítico foi

observada para aços contendo 2.3% de vanádio. Observou-se ainda que para esta mesma taxa de aquecimento os aços com 0,07% Ti e 0,04% V, não apresentam variação no tamanho de grão austenítico como se mostra na Figura 2-6.

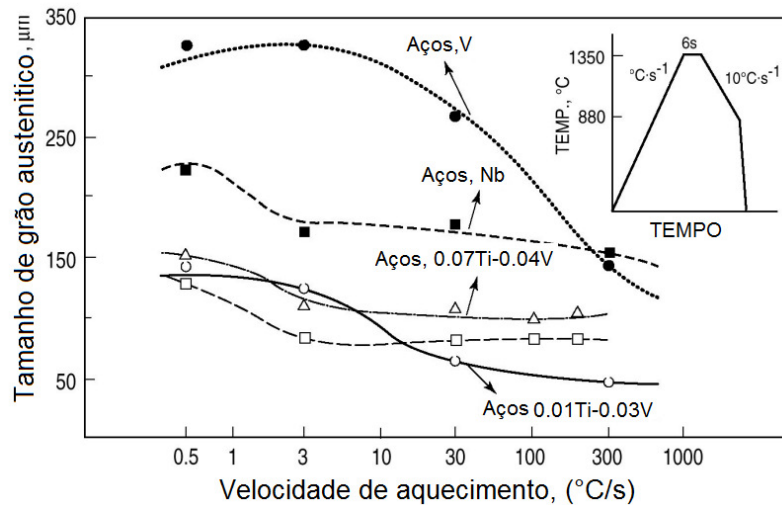


Figura 2-6 Influência da velocidade de aquecimento no tamanho de grão austenítico, em aços ARBL. [28]

2.4. Influência dos elementos microligantes na ZTA

Nesta seção será abordado o efeito dos principais elementos microligantes que possam influenciar a ZTA.

Segundo Li [33], o balanço entre alta resistência e boa tenacidade em aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) pode ser prejudicada pelas elevadas temperaturas dos ciclos térmicos durante a soldagem, produzindo uma diminuição da resistência e da tenacidade na ZTA. Os elementos microligantes já mencionados podem variar as propriedades de um aço de forma diferente quando este é submetido a soldagem [33].

2.4.1. Efeito de nióbio na tenacidade da ZTA

Morrison [34], afirma que microadições de nióbio tem sido um meio de se conseguir aços com altos níveis de resistência e tenacidade, com base no conceito da redução de tamanho de grão ferrítico. Já Ventrella et al. [15] afirmam que se por um lado a presença de nióbio é benéfico às propriedades do aço, o mesmo não pode ser afirmado respeito à ZTA de uma junta soldada.

O nióbio inicialmente é adicionado na fabricação do aço para aumentar a resistência, e durante a soldagem este elemento tem influência na tenacidade da ZTA. Li et al. [33] mostraram que a redução da tenacidade na ZTA é devido ao endurecimento por precipitação do nióbio associado a um tamanho de grão austenítico grosseiro, quando são usados elevados aportes de calor.

Matsuda et al. [35] estudando o efeito do nióbio na ZTA observou que os carbonetos de nióbio aumentam o endurecimento da area re-austenitizada em ciclos térmicos correspondentes a vários passes, promovendo a formação do microconstituente AM, e retardando a decomposição do constituinte AM.

A tenacidade da ZTA em duas soldas simuladas com tempos de resfriamentos de Δt 8/5= 300 e 33 segundos em aços de alto carbono (0.17- 0.23 %) e baixo carbono (0.03- 0.04 %), mostrou que o nióbio em teores superiores a 0.29 % aumenta de maneira significativa à tenacidade do material, sendo que este aumento de tenacidade foi observado para tempos de resfriamentos elevados, e o aumento da tenacidade ocorreu em função da precipitação do nióbio [19]. Já Hulka e Heisterkamp [36] trabalhando em aços com teores de 0.08%C- 1.5%Mn, soldados com um aporte de calor de 2kJ/mm, determinaram que teores de nióbio em 0,08% levam a uma ligeira deterioração da tenacidade da ZTA em ensaios de impacto Charpy-V e ensaios CTOD como é mostrado na

Figura 2-7.

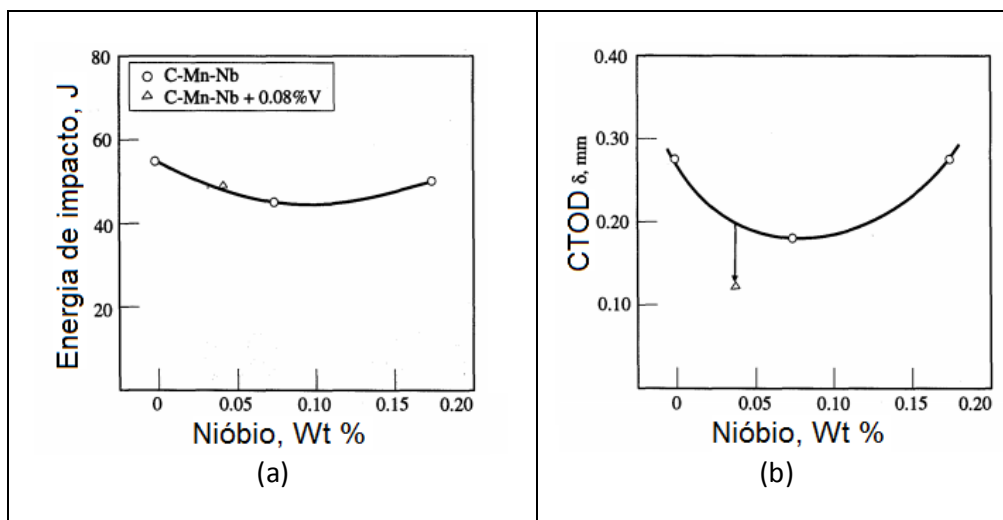


Figura 2-7 Influência do nióbio na tenacidade a fratura em ensaios Charpy (a) e CTOD (b) realizados em aços ARBL e soldados com um aporte de calor de 2kJ/mm.

2.4.2. Influência do nitrogênio na tenacidade da ZTA

O nitrogênio é absorvido da atmosfera durante as etapas de produção do aço, ou através da adição de ferro-ligas contaminadas. Quando o nitrogênio se encontra em solução sólida na ZTA, ocorre uma redução da tenacidade. Já quando se encontra na forma de nitretos, tais como o nitreto de titânio (TiN), ou nitreto de nióbio (NbN), tem um efeito benéfico na redução do tamanho de grão [37].

Estudos mostram que a formação de precipitados finos de titânio em aços, é o método mais efetivo para melhorar a tenacidade da ZTA uma vez que podem controlar o tamanho de grão. Kasamatsu et al. [38] investigaram o efeito de teores de titânio e nitrogênio no tamanho e distribuição das partículas de TiN, e demonstram que o tamanho das partículas de TiN, aumentam com um incremento de teores de nitrogênio, diminuindo a tenacidade.

Hannerz [39] mostrou que a temperatura de transição de impacto Charpy aumenta de 2-4°C para cada aumento de 10ppm de nitrogênio, na ZTA em aços carbono manganês.

Bang e outros [40] fizeram um amplo estudo sobre a influência do nitrogênio na tenacidade da ZTA para conteúdos de nitrogênio de 0.0006 até 0.016%, em aços de baixo carbono. Os resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto realizados a -20°C, nos corpos de prova simulados para um $\Delta t_{8/5}=60s$ mostram um valor de energia de (48J) para uma quantidade de 0.0006%N, um incremento de energia até (270J) para 0.006%N e um decréscimo de energia (até 24J), quando foi utilizado 0.016%N como se mostra na Figura 2-8 (a). Nos estudos realizados sobre a influência do nitrogênio em solução sólida na tenacidade de impacto, foi demonstrado que um aumento de nitrogênio diminui a tenacidade mostrado na Figura 2-8 (b). O efeito do nitrogênio em solução sólida, é mais prejudicial que o efeito benéfico causado pelas partículas estáveis de TiN com respeito a tenacidade da ZTA.

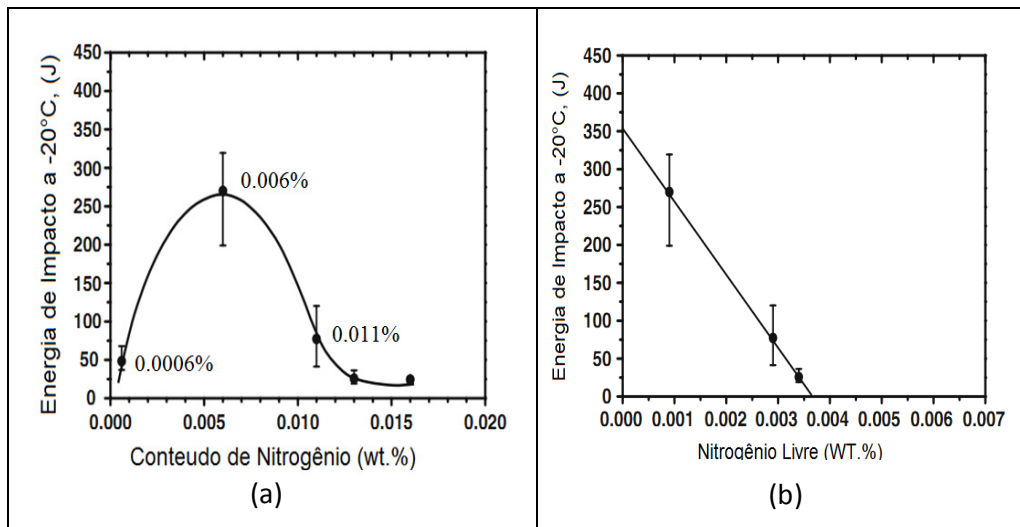


Figura 2-8 Influencia do teor de nitrogênio na energia de impacto (a), influência do nitrogênio livre na energia de impacto (b). [40]

2.4.3. Efeito de vanádio na tenacidade da ZTA

O vanádio é um dos elementos de liga introduzidos na fabricação da chapa basicamente para aumentar a resistência, ductilidade, dureza e tenacidade. Este elemento ajuda a refinar o tamanho de grão formando partículas de nitretos e carbonitretos V(CN), que impedem o crescimento do grão. Já a influência do vanádio em condições de soldagem é diferente, podendo variar as propriedades adquiridas na fabricação da chapa.

Hart e Li [33, 41] observaram que presença do vanádio na região de grãos grosseiros da ZTA em aços ARBL tem um efeito benéfico na tenacidade reduzindo a quantidade de bainita, e promovendo a nucleação de ferrita acicular. O aumento da tenacidade da ZTA foi observado [19] em aços de alta resistência numa solda multipasse, com a presença de 0.16% V em ensaios Charpy. Já nos ensaios de CTOD realizados com o aporte de calor de 2kJ/mm também tiveram um efeito positivo, pelo fato de promover a formação de ferrita intragranular.

A influência do vanádio na formação do constituinte AM, na região de grãos grosseiros reaquecidos intercriticamente (RGGRI) ainda não é muito clara, mas Uchino e outros [42, 43] mostraram que o vanádio reduz a tenacidade na (RGGRI) promovendo a formação e reduzindo a decomposição do AM.

Hannerz [44] investigou o efeito do vanádio na tenacidade da ZTA para tempos de resfriamento, $\Delta t_{8/5} = 33s, 100s, 300s$ respectivamente em aços contendo 0,15% C-1,4%Mn. Ele observou que teores de vanádio de 0,1% não tem efeito significativo na tenacidade da ZTA para os três tempos de resfriamento. Aumentando os teores de vanádio a níveis maiores que 0,1 % a tenacidade foi reduzida significativamente para as três velocidades de resfriamento.

2.4.4.Efeito do titânio na tenacidade da ZTA

Bateson et al [45] investigaram o efeito do titânio na tenacidade da ZTA para chapas de aços de 65 mm de espessura conformados pelo processo de laminação controlada. Após soldagem com um aporte de calor de 4,5 kJ/mm, o aço com presença de titânio melhora a temperatura de transição de impacto entre 30 ou 40°C, comparado com aços sem titânio, como é mostrado na Figura 2-9.

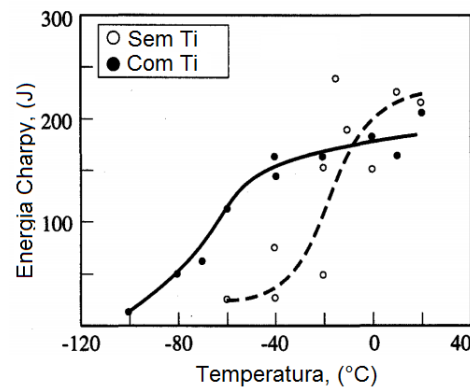


Figura 2-9 Influência do Ti na temperatura de transição de impacto da ZTA, soldado com um aporte de calor de 4.5kJ/mm [45].

Segundo Es-Souni et al. [46] o Ti presente como partículas de TiN ou Ti (C,N) exerce uma forte influência sobre a microestrutura através do controle do tamanho de grão austenítico e/ou promovendo a formação de microconstituintes finos como a ferrita acicular. Adições de titânio [47] inibem o crescimento de grão austenítico de maneira significativa, sendo que, a temperaturas acima de 1200°C na (RGG), o componente que dá mais estabilidade para o crescimento de grão austenítico é o TiN devido à sua baixa solubilidade (figura 2-3). Esta estabilidade do crescimento de grão pode ser afetada quando são adicionados elevados conteúdos de nitrogênio. Ellis [48] confirmou estas sugestões em aços ARBL-80, comprovando que a quantidade de N em solução sólida, diminui a tenacidade. Já com a presença do Ti o nitrogênio forma TiN aumentando a tenacidade.

Os resultados dos ensaios realizados por Laitinen Risto [49] demonstraram que a tenacidade das diferentes regiões da ZTA foi melhorada por promover a nucleação de uma microestrutura composta de ferrita-bainítica e ferrita acicular, na (RGG) da ZTA e no metal base. Na sub-zona da região de grãos grosseiros reaquecidos intercriticamente (RGGRI), a tenacidade foi melhorada por conseguir uma distribuição homogênea do constituinte AM. Esta microestrutura foi obtida por que o Ti é um forte desoxidante, assim diminuiu o teor de oxigênio na ZTA formando TiO, o qual age como sítio para a nucleação da ferrita acicular.

2.4.5. Efeito de molibdênio na tenacidade da ZTA

O molibdênio é um dos elementos de liga substitucional que é adicionado a aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Este elemento se adicionado em pequenas quantidades com o objetivo de diminuir a temperatura de transformação ($\gamma \rightarrow \alpha$), pode contribuir para o aumento das propriedades mecânicas aumentando a dureza e limite de resistência.

Muratoglu et al. [50] investigaram a influência do molibdênio na região intercrítica da ZTA em aços com teores de (0.4-2.3)% Mo, para aportes de calor de (0.5- 1.0-2.0) kJ/mm em aços de baixo carbono Cr-Mo utilizando o processo de soldagem por arco submerso. Pequenos teores de Mo associado a baixos aportes de calor, resultou em elevados valores de dureza, no entanto um aumento do aporte de calor resultou em uma redução dos valores de dureza (Figura 2-10).

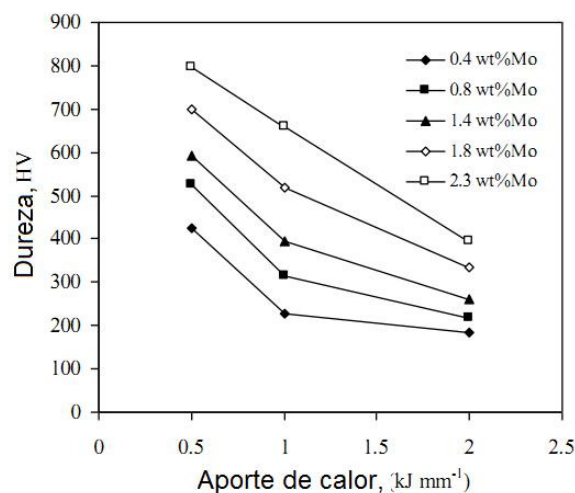


Figura 2-10 Relação entre a microdureza e aporte de calor na região intercrítica da ZTA para diferentes teores de Mo [50].

Matsuda et al. [35], mostrou para aços ARBL que para elevados teores de molibdênio os carbonetos deste elemento incrementam a dureza da área reaustenitizada durante o segundo ciclo térmico de soldagem na ZTA. Os carbonetos formados de molibdênio também ajudam a formar o constituinte AM devido a que estes carbonetos retardam a difusão de carbono durante a transformação da austenita para ferrita.

2.4.6. Carbono equivalente (CE)

Como já foi mencionado no item (2.1.2) a fabricação de um aço API X80 é possível mediante o método de laminação controlada com resfriamento acelerado ou laminação controlada com a adição de elementos microligantes sem resfriamento acelerado.

O valor do carbono equivalente é determinado pela composição química do aço. O parâmetro carbono equivalente é o mais usado na prática para avaliar a soldabilidade. Considera-se boa soldabilidade quando o carbono equivalente ou Pcm (no caso de aços com teores de carbono <0,12%) são baixos. A redução do carbono equivalente tem como objetivo diminuir a temperabilidade do aço, uma vez que esta propriedade afeta de maneira direta o comportamento da ZTA.

Para determinar a influência dos elementos de liga na temperabilidade de um aço o IIW (International Institute of Welding) desenvolveu uma fórmula simplificada, que se tornou uma medida comumente aceita para a soldabilidade dos aços, conforme equação (2-3).

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (2 - 3)$$

Ito e Bessyo [51] desenvolverem uma fórmula de carbono equivalente mais específica (Pcm), para aços de baixo carbono. Assim, para teores de carbono inferiores a 0,12%C, é recomendável usar a equação (2-4).

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2 - 4)$$

2.5. Simulações de soldagem

O desenvolvimento da tecnologia de soldagem acompanha a evolução de novos aços. Como consequência métodos e técnicas de simulação evoluíram de modo a prever a microestrutura e propriedades mecânicas de um material soldado. Os simuladores de soldagem geralmente reproduzem os ciclos térmicos associados a aportes térmicos. Sendo uma das principais ferramentas usadas para estudar as transformações microestruturais e conseqüentemente as propriedades mecânicas das diversas regiões da ZTA.

Existem varias formas de adquirir dados para prever as propriedades de uma zona termicamente afetada pelo calor (ZTA). Kermanpur et al. [52] desenvolveram um modelo de elementos finitos em três dimensões para encontrar os ciclos térmicos de uma soldagem multipasse, para o processo (GTAW). Srolovitz e Anderson [53], desenvolveram uma técnica de simulação mais elaborada denominada Monte Carlo, para prever a microestrutura da região de grãos grosseiros da ZTA. Basicamente esta técnica possui dois passos. O primeiro passo é dado pela obtenção das temperaturas dos ciclos térmicos da soldagem real por meio de termopares, e um segundo passo é dado pela entrada dos dados destas temperaturas que foram medidas no software do simulador. Outro método para simular a microestrutura e propriedades é por meio de ciclos térmicos usando o simulador termomecânico Gleeble, o qual será abordado de forma mais detalhada na seção 2.5.1.

Lundin et al. [54] e Ferguson [55] avaliaram diferentes simuladores de soldagem, concluindo que para atingir uma simulação de qualidade que seja compatível com um processo de soldagem real é necessário possuir conhecimento do processo a ser soldado, assim como os principais parâmetros do processo tais como: aporte de calor, temperatura de preaquecimento, espessura da chapa, velocidade de resfriamento, temperatura pico e as propriedades físicas do material.

2.5.1. Gleeble® 3800

O simulador termomecânico Gleeble começou a ser utilizado extensivamente para simulações de soldagem no final dos anos 50. Vários pesquisadores [54, 56, 57] afirmaram que por muito tempo se tentou estudar as propriedades mecânicas e microestruturais que ocorrem nas regiões da zona termicamente afetada (ZTA). Devido ao volume muito pequeno da ZTA torna-se difícil fazer um estudo das regiões e sub-regiões que compõem a ZTA, e os poucos estudos realizados nesta zona não mostraram resultados satisfatórios.

A diferença do simulador Gleeble para outras ferramentas utilizadas para reproduzir a ZTA são:

- A ZTA é simulada em corpos de prova que podem ser submetidos posteriormente a ensaios mecânicos.
- A simulação produz um volume maior de ZTA do que aquele produzido por uma soldagem real, porém com as mesmas propriedades mecânicas e microestrutura.
- A Gleeble pode reproduzir os ciclos térmicos equivalentes a vários passes de solda, em um corpo de prova, podendo também variar os parâmetros de soldagem.
- A geração das curvas dos ciclos térmicos pode ser escolhida entre cinco modelos de fluxo de calor (F(s,d); Hannerz; Rykalin-2D; Rykalin-3D e Rosenthal). Podem ser usados até quatro termopares, na geração destas curvas.
- A reprodutibilidade e os baixos custos de operação, para o estudo de um determinado material é outra das características deste equipamento.

Vários pesquisadores [55, 58, 59, 60, 61, 62] afirmaram que a máquina Gleeble, é o simulador mais utilizado pelos pesquisadores, devido à sua alta qualidade e confiabilidade de reproduzir ciclos térmicos de maneira compatível com ciclos reais.

Moenifar [25] realizou uma comparação microestrutural e mecânica da ZTA real e simulada em aço API 5L X80, usando a Gleeble®1500 na região de grãos grosseiros reaquescidos intercriticamente (RGRI), a uma temperatura de pico de

800°C e usando um aporte de calor de 6,98 kJ/mm. A Figura 2-11 mostra que a microestrutura obtida em ambas amostras simulada(a) e real (b) foi a mesma. Observa-se contornos de grão austeníticos enriquecidos de carbono, bainita granular, ferrita bainítica e ferrita quase poligonal.

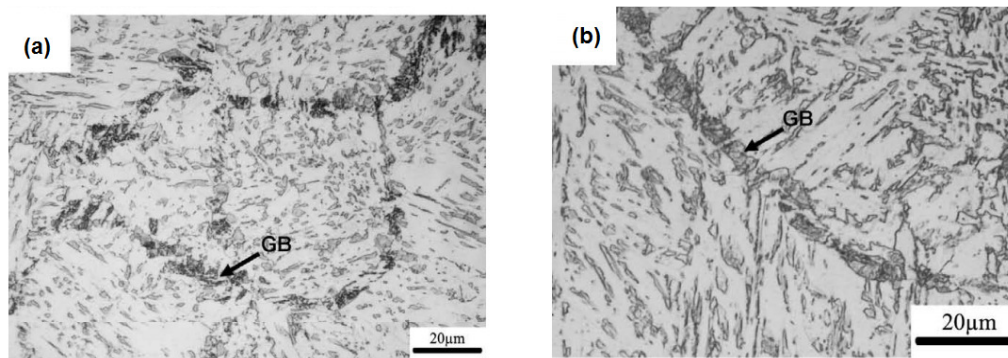


Figura 2-11 Comparação microestrutural da ZTA na (RGGRI) Tp2-800°C, para uma solda real (a) e simulada (b).

A microestrutura da ZTA resulta de elevadas taxas de resfriamento, que no entanto vão sendo reduzidas com um aumento da distância da linha de fusão. Shuhui [63] realizou estudos sobre a evolução microestrutural da ZTA com velocidades de resfriamento variando de 1 até 3600 (K/min.) na Gleeble 1500®, conseguindo obter microestruturas com diferentes taxas de resfriamento em toda a região da ZTA, demonstrando que a máquina pode operar a diferentes taxas de resfriamento.

2.5.2. Modelos da Gleeble® 3800

Segundo Lundin [54] a Gleeble permite a escolha entre cinco modelos de fluxo de calor (F(s,d); Hannerz; Rykalin-2D; Rykalin-3D e Rosenthal). Uma das principais características que distinguem os modelos do equipamento Gleeble para simular a ZTA é o fluxo de calor relacionado com cada modelo. Segundo Tsai [64] qualquer fonte de calor concentrada e controlada pode ser utilizada em um processo de soldagem, e a intensidade da fonte permite definir a capacidade do processo em concentrar a energia para promover o aquecimento, ou seja, dá a ideia de potência (em Watt) utilizada para aquecer uma determinada área (em cm²).

Um dos modelos mais utilizados pelos pesquisadores é o modelo de Rykalin, o qual é muito utilizado em aços ARBL. No entanto, precisa de uma

maior quantidade de parâmetros de soldagem comparado a outros modelos. Uma maior quantidade de parâmetros permite a obtenção de uma ZTA simulada mais próxima de uma ZTA real. Este modelo é apresentado como o mais rigoroso dos modelos. Lundin [54], destaca outros fatores do modelo Rykalin, afirmando que o modelo idealizado de Rosenthal, foi melhorado por Rykalin uma vez que este incorporou em suas equações fatores como a espessura da chapa, podendo diferenciar uma chapa fina de uma grossa (2D e 3D), geometria da peça, e a intensidade e velocidade do fluxo de calor.

Shome e Goodall [65, 56], usaram o modelo Rykalin 3D em aços ARBL, HY-80 e HY 100, destacando as equações que regem este modelo. A equação (2-5) de fluxo de calor simplificada desenvolvida por Rykalin 3D para o estudo do ciclo térmico:

$$T - T_0 = \frac{q}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4kt}\right) \quad (2-5)$$

Onde, T é a temperatura ($^{\circ}\text{C}$), t é o tempo (s), q é o aporte de calor (J/cm), λ é a condutividade térmica ($\text{W}/\text{cm}\cdot^{\circ}\text{C}$), k é a difusividade térmica ($\text{J}\cdot\text{cm}^2/\text{W}$), r é a distância radial do centro da solda até algum ponto da ZTA (cm) e T_0 é a Temperatura inicial ($^{\circ}\text{C}$).

A relação r mostrada na equação (2-6) é utilizada para substituir a distância “ r ” na equação (2-5). Onde, T_p é a temperatura pico (s), c calor específico ($\text{J}/\text{g}\cdot^{\circ}\text{C}$), ρ é a densidade do aço (g/cm^3).

$$r = \sqrt{\frac{2q}{T_p c \rho \pi}} \quad (2-6)$$

Lundin [54] afirma que para diferenciar os vários processos de simulação em soldagem é melhor utilizar o modelo de Rosenthal, sendo que este tem como pré-requisito, entre um de seus parâmetros, a eficiência do processo, podendo diferenciar por meio deste parâmetro vários processos de soldagem. Já para gerar ciclos térmicos em diferentes materiais é utilizado o modelo $F(s, d)$, já que neste caso pode-se diferenciar a espessura e tipo de material que esta sendo usado.

2.5.3. Ciclo térmico

Nos processos de soldagem por fusão, a intensidade da fonte gera uma energia que é transferida para a peça que está sendo soldada produzindo uma poça de fusão e complexos ciclos térmicos na ZTA [64]. Segundo Lopez [66], as propriedades mecânicas de juntas soldadas são fortemente influenciadas pela microestrutura resultante do metal de solda e da ZTA. Estruturas martensíticas grosseiras, quando presentes na ZTA podem se tornar um dos principais fatores causadores de fraturas frágeis nas juntas soldadas, portanto quanto maior esta região maior o risco de fratura na junta soldada. A avaliação dos ciclos térmicos na soldagem torna-se, portanto necessária para se controlar e avaliar influências dos parâmetros e processos de soldagem na microestrutura da junta soldada.

Lundin [54], realizou na Gleeble®1500, simulações da ZTA em aços ferríticos, utilizando os modelos de fluxo de calor (Rykalin 2D, Rykalin 3D e Rosenthal), para um aporte de calor de 19,7 kJ/mm, temperatura de preaquecimento de 25°C, e uma espessura 25,4 mm. Os ciclos térmicos mostram que usando os mesmos parâmetros de soldagem, não houve uma variação significativa nas curvas dos ciclos térmicos, porém foram obtidos valores parecidos no tempo de resfriamento para o intervalo de 800-500°C, resultando em tempos de resfriamento de $\Delta t_{8/5}=(4.6- 3.5- 3.2)s$ como se mostra na Figura 2-12.

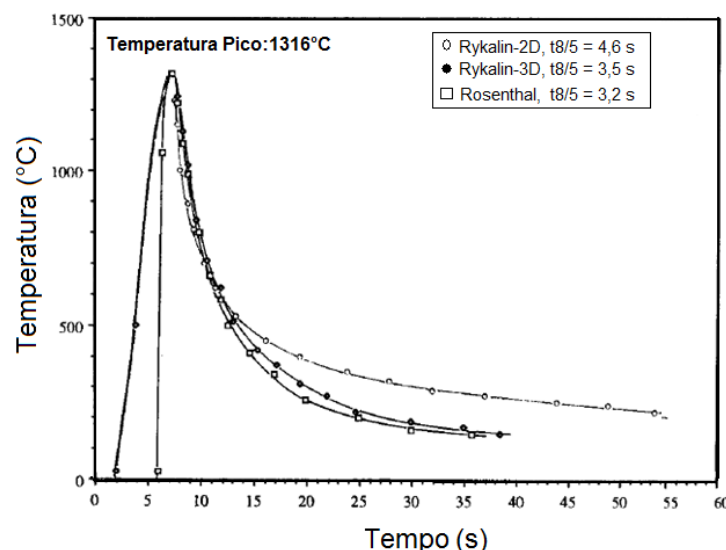


Figura 2-12 Comparação de ciclos térmicos de soldagem desenvolvidos por três modelos de fluxo de calor, Rosenthal – Rykalin 2D – Rykalin 3D [54].

2.5.4. Parâmetros que influenciam o ciclo térmico de soldagem

Estudos sobre a microestrutura e propriedades mecânicas da ZTA na Gleeble 2000 [67], concluíram que o controle dos parâmetros, aporte de calor (H), temperatura de preaquecimento (T_0), velocidade de resfriamento (V_T) e tempo de resfriamento ($\Delta T_{8/5}$), levam ao desenvolvimento de uma ZTA com microestrutura e propriedades mecânicas similares à ZTA de uma solda real.

2.5.4.1. Temperatura de preaquecimento

Segundo Hinton [68], a temperatura de preaquecimento consiste em aquecer parte ou toda a estrutura até uma temperatura adequada antes do início da soldagem. O objetivo de preaquecer o material é aumentar a temperatura do metal base para reduzir os gradientes térmicos, reduzir a concentração de tensões e distorção da solda assim como reduzir a velocidade de resfriamento. Pode também proporcionar um maior tempo para que o hidrogênio escape da peça. Além disso, este procedimento diminui a umidade superficial da peça, que pode ser uma fonte de hidrogênio.

A escolha da temperatura correta de preaquecimento não é simples devido ao grande número de variáveis envolvidas (custo, composição do aço, espessura e tipo de junta, teor de hidrogênio). De uma maneira geral, esta temperatura é escolhida com base em normas técnicas, testes de fissuração ou experiência prévia. A **Tabela 2-1** mostra temperaturas mínimas de preaquecimento recomendadas pela norma N-133 para fabricação de plataformas marítimas [69].

Tabela 2-1 Temperatura de preaquecimento de acordo com as especificações técnicas para construção de plataformas fixas de aço da Petrobras [30, 69].

Carbono Equivalente CE (IIW)	Espessura Calculada da junta soldada (e)		
	$e \leq 20\text{mm}$	$20 < e \leq 30\text{mm}$	$e > 30\text{ mm}$
$CE < 0,41$	-	-	75°C
$0,41 < CE \leq 0,43$	-	50°C	100°C
$0,43 < CE \leq 0,45$	50 °C	100°C	125°C
$0,45 < CE \leq 0,47$	100°C	125°C	150°C
$0,47 < CE \leq 0,50$	125°C	150°C	175°C

Estudos sobre a influência da temperatura de preaquecimento na ZTA foram desenvolvidos por Wang [67] usando a Gleeble®2000. Aços com um teor de

carbono de 0,044% utilizados na construção de navios, foram aquecidos até uma temperatura de pico de 1300°C, sendo utilizadas duas condições de simulação, com preaquecimento (200°C) e sem preaquecimento. Depois de simulados os corpos de prova foram submetidos a ensaios de dureza e de tenacidade Charpy a temperaturas de -80 até 20 °C, cujo resultado é mostrado na Figura 2-13. Wang concluiu que o uso da temperatura de preaquecimento levou a uma redução da dureza em 12%, porém aumento a tenacidade em aproximadamente 25J em cada temperatura.

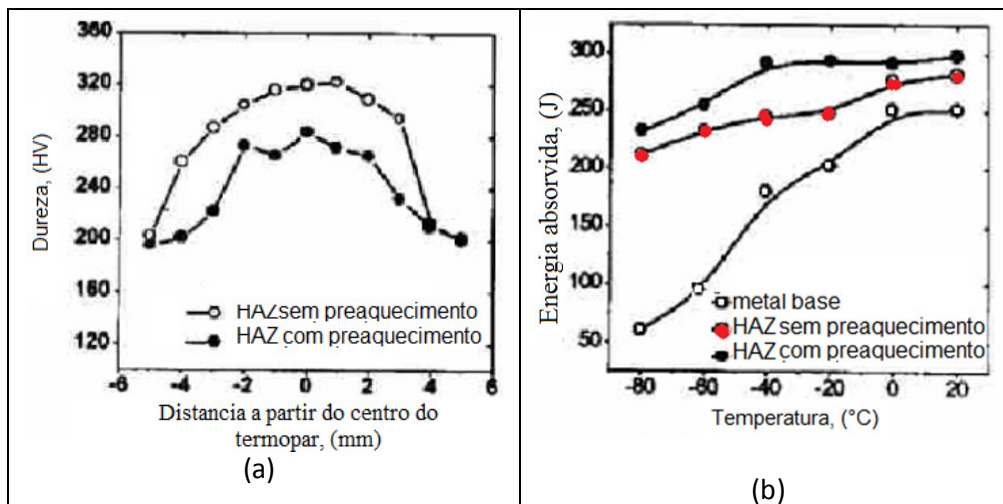


Figura 2-13 Influência da temperatura de preaquecimento na dureza (a) e tenacidade (b), [67].

2.5.4.2. Aporte de calor

Um parâmetro de grande importância nos ciclos térmicos da ZTA é a energia de soldagem ou também denominada de aporte de calor, sendo este parâmetro determinante nos ciclos térmicos impostos ao material. Segundo Messler e Easterling [70, 71], a quantidade de calor adicionada por unidade de comprimento linear pode influenciar as possíveis transformações microestruturais, por tanto as propriedades mecânicas da ZTA. O aporte térmico para processos de soldagem por arco elétrico é definido pela equação (2-10):

$$H = \frac{VxI}{v} \eta \quad (2-7)$$

Onde: H é o aporte de calor (KJ/mm), V é a voltagem (volts), I é a corrente (ampères), v é a velocidade de soldagem (mm/seg) e η é a eficiência térmica do processo empregado (%).

Um estudo realizado por Shome [65] em aços ARBL com 0,04%C, empregando aportes de calor de 1,0 e 4,0 kJ/mm, na região de grãos grosseiros da ZTA a uma temperatura de pico de 1400°C, usando o modelo de simulação (Rykalin 3D), para os dois aportes de calor, mostraram que a velocidade de resfriamento diminuiu com o aumento do aporte de calor de 53°C/s para 12°C/s respectivamente, resultando em um aumento do tamanho de grão, diminuindo a tenacidade do material. A diminuição da velocidade de resfriamento com o aumento do aporte de calor também foram confirmados em ensaios realizados por Poppovié [72].

Amer [73] realizou um estudo em tubos ARBL com 0,04%C, utilizados para o transporte de gás ou petróleo com o intuito de encontrar a influência do aporte de calor na microestrutura e propriedades. Usando aportes de calor de ($H=0.7$ kJ/mm; $\approx \Delta t_{8/5}= 5$ s) e ($H=4,5$ kJ/mm; $\approx \Delta t_{8/5}= 61$ s) foram simulados corpos de prova para realizar estudos sobre a influência do aporte de calor na região reaquecida de grãos grosseiros, correspondente a uma solda multipasse. A microestrutura para um elevado aporte de calor consiste de, ferrita poligonal (FP), ferrita quasi-poligonal (FQP) e ferrita acicular (FA), já para baixos aportes de calor a microestrutura reportada foi de ripas alongadas de ferrita, bainita, e constituinte (AM). O tamanho de grão decresceu e a porcentagem do constituinte AM aumentou com um aumento da velocidade de resfriamento, e para uma elevada taxa de resfriamento houve um aumento da dureza de 187HV para 197 HV.

2.5.4.3. Temperatura pico

Segundo Messler [70] a temperatura de pico é a temperatura máxima atingida em algum ponto da ZTA adjacente ao metal de solda. Esta temperatura pode indicar a extensão da região afetada pelo calor durante a soldagem. Robert [74] e Porhaydary [75] afirmaram que o controle deste parâmetro pode prever ou interpretar as possíveis transformações metalúrgicas que possam acontecer no aquecimento de um material, tais como austenização, recristalização, entre outras.

Matsuda et al. [76] estudaram a influência de uma solda de dois passes (Tp2) nas diferentes regiões da ZTA em aço de baixo carbono. Foram utilizados dois tempos de resfriamento, sendo $\Delta t_{8/5}=6s$ para a primeira temperatura de pico e $\Delta t_{8/5}=40s$ para as diferentes temperaturas do segundo pico ou segundo passe, Figura 2-14. Para $\Delta t_{8/5}=6s$ e temperatura $T_{p2}=650^{\circ}C$ foi encontrada a menor tenacidade, já para maiores tempos de resfriamento $\Delta t_{8/5}=40s$ a menor tenacidade esteve entre as T_{p2} de Ac_1 e Ac_3 . O análise microestrutural mostrou que a redução da tenacidade foi devido a presença de (AM) tanto no interior como nos contornos de grão da austenita prévia na forma massiva e alongada, para ambos tempos de resfriamento.

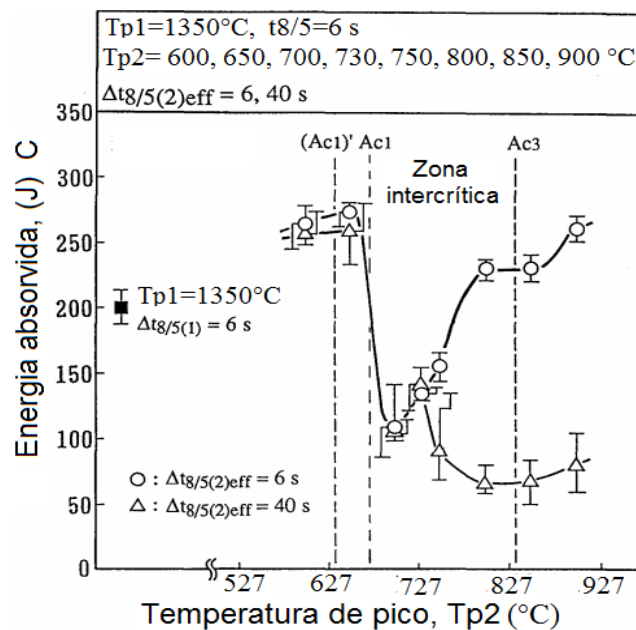


Figura 2-14 Influência da temperatura de pico na tenacidade da ZTA de uma solda multipasse [76].

Moeminfar et al. [25] realizaram um estudo sobre a influência de diferentes temperaturas de pico $T_{p2}=700-800-900^{\circ}C$ na ZTA de aços ARBL. A região intercrítica, reauecida até um temperatura de $800^{\circ}C$ foi a que apresentou mais baixa tenacidade. A presença do AM enriquecido de carbono na forma alongada (A) e massiva (B) no contorno de grão da austenita prévia, e na matriz (Figura 2-15) foi uma das causas da redução da tenacidade na ZTA.

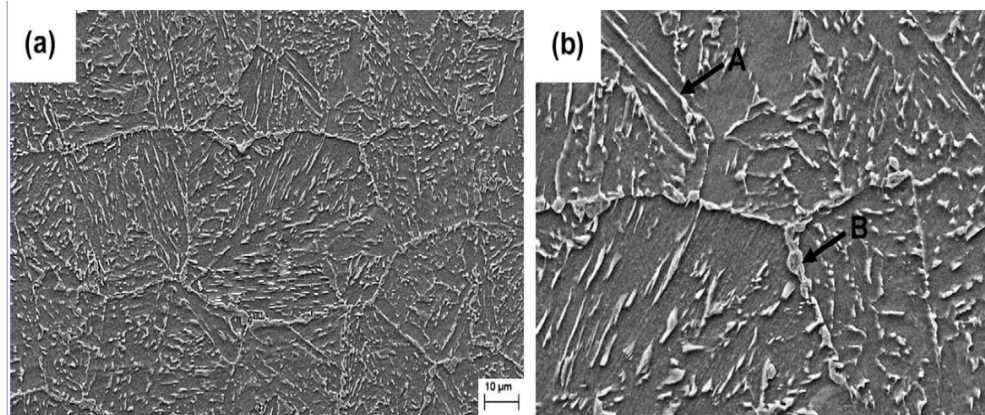


Figura 2-15 Presença do constituinte AM na região reauecida intercrítica da ZTA na forma massiva e alongada. Aumento 200X (a), aumento 1000X(b). [77].

As elevadas temperaturas de pico atingidas na ZTA é um dos fatores responsáveis pelo crescimento de grão austenítico. Shome [78] estudou a influência da temperatura de pico em aços ARBL no tamanho de grão austenítico, na região de grãos grosseiros (RGG) da ZTA, para um aporte de calor de 10 kJ/mm. Mostrando que para uma temperatura de pico de 1450°C, a uma distância de 0,3 mm da linha de fusão, obteve um tamanho de grão austenítico de 80 µm. Já, para uma temperatura de pico de 1200°C, a uma distância de 0,7 mm da linha de fusão foi reportado um tamanho de grão de 40 µm, mostrando uma diminuição de tamanho de 40 µm quando a temperatura de pico é reduzida em 250°C.

2.5.4.4. Tempo de resfriamento (Δt 8/5)

O tempo de resfriamento no intervalo de 800-500°C é um parâmetro que pode definir as transformações de fase mais importantes da ZTA [75], podendo definir a formação de estruturas frágeis. Este tempo deve ser calculado na faixa de temperatura de 800-500°C porque nesta faixa ocorrem as principais transformações de fase na ZTA.

Segundo Machado [79], as taxas de resfriamento produzidas pela soldagem são elevadas nas regiões mais próximas da linha de fusão. Para uma dada condição de soldagem constatou-se que o tempo de resfriamento é aproximadamente constante no intervalo 800-500°C, desde que as temperaturas de pico na ZTA sejam superiores a 900°C.

Ikawa et. al. [77], realizou ensaios para determinar a influência do tempo de resfriamento na formação do principal parâmetro que afeta a tenacidade da ZTA. Foi determinando que a fração de AM aumenta com o aumento do tempo de resfriamento medido entre (800 e 500 °C) conforme mostrado na **Figura 2-16**. Tempo de resfriamento maior que 50s pertencem a formação de, carbonetos retardam a decomposição do AM, por que estes elementos formados evitam a difusão do carbono, retardando a decomposição.

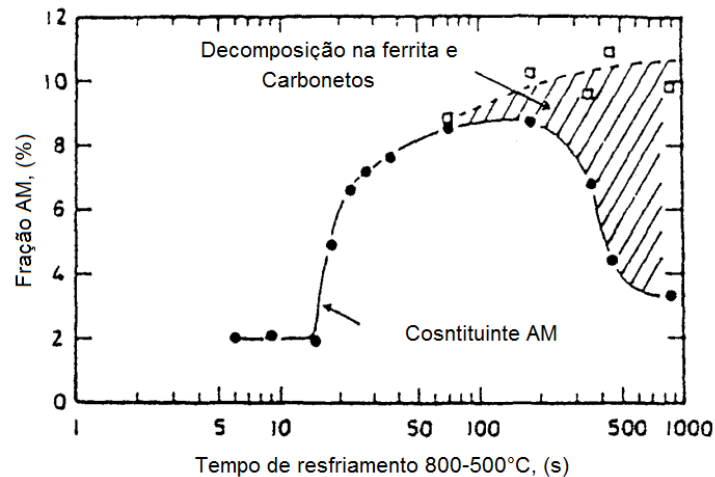


Figura 2-16 Influência do tempo de resfriamento na formação e decomposição do constituinte AM. [77]

2.6. Zona Termicamente Afetada (ZTA)

2.6.1. Característica da ZTA de uma solda de passe único.

A zona termicamente afetada (ZTA) é uma região pequena produzida pelos ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento durante um processo de soldagem. A ZTA é uma região do metal base, adjacente ao metal de solda que não foi fundida. As elevadas velocidades de aquecimento e resfriamento que experimenta esta pequena região produzem modificações na microestrutura e conseqüentemente nas propriedades mecânicas em relação ao metal de solda e o metal de base.

O principal objetivo de qualquer processo de soldagem é que a junta soldada como um todo, metal de solda (MS), e zona termicamente afetada (ZTA) possuam as propriedades mecânicas e microestruturais compatíveis com o metal base (MB) [8]. A **Figura 2-17** mostra o diagrama típico de uma junta soldada e as regiões

afetadas pelo calor em paralelo com o diagrama (Fe-C) para uma solda de um passe [71, 80].

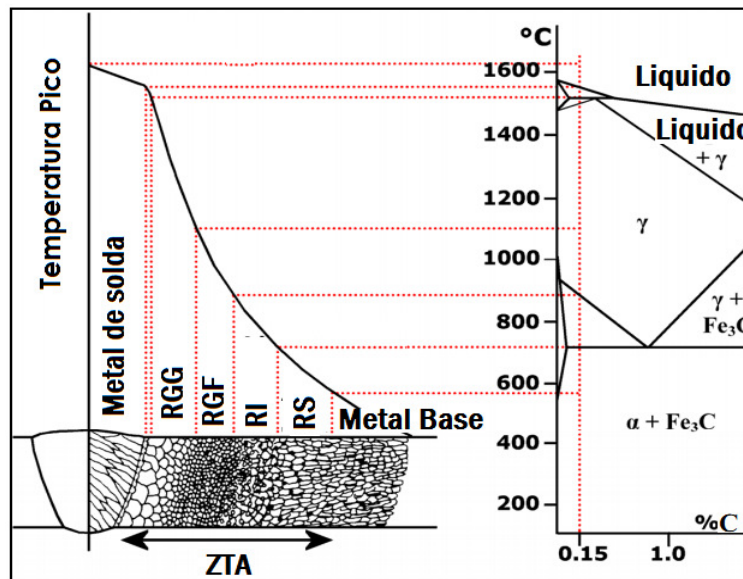


Figura 2-17 Diagrama esquemático dos constituintes da ZTA [71] de um aço com 0.15% C [81].

A zona termicamente afetada (ZTA) para uma solda de um único passe, se divide em quatro regiões e sua extensão vai desde a região onde o aço atinge a temperatura de fusão até a distância na qual atinge-se a temperatura crítica inferior a $Ac1(723^{\circ}C)$.

- **Região de grãos grosseiros (RGG).** Esta região se encontra adjacente da linha de fusão e atinge temperatura pico entre 1100-1495°C. As elevadas temperaturas atingidas produzem o crescimento de grão austenítico, porém ocorre uma deterioração da tenacidade devido ao maior tamanho de grão. A microestrutura resultante nesta região depende do tamanho de grão austenítico e das transformações microestruturais a qual é função da taxa de resfriamento.
- **Região de grãos finos (RGF).** Esta região se caracteriza por se encontrar a uma temperatura ligeiramente superior a $A3$. O tamanho de grão austenítico é muito fino, por que esta região não atinge temperaturas elevadas. Os elementos de liga presentes no metal base podem formar carbonetos ou nitretos que atuam como elementos de

ancoragem reduzindo ou impedindo o movimento do contorno de grão austenítico.

- **Região intercrítica (RI).** As transformações na região intercrítica ocorrem entre as temperaturas que caracterizam a A1 e A3. Neste campo ocorre à transformação parcial da austenita, onde a ferrita é a microestrutura que predominantemente dá origem à austenita. Em uma solda de vários passes esta região é a mais crítica. Dependendo da velocidade de resfriamento entre 800 e 500 °C, a austenita pode decompor-se em perlita, bainita superior ou ilhas de martensita-austenita (MA).
- **Região subcrítica (RS).** A zona subcrítica é uma zona que não sofre transformação de fase, por não atingir temperaturas superiores a Ar1. Esta zona sofre fenômenos de envelhecimentos dinâmicos que pode levar a uma fragilização da estrutura. Depois da região subcrítica se encontra o metal de base o qual não sofre nenhuma transformação porque as temperaturas atingidas nesta região não produzem transformações microestruturais [81].

2.6.2. Características da ZTA de uma solda multipasse

Segundo Li et. al. [82], em um processo de soldagem de passe único, a região de grãos grosseiros (RGG) a qual se encontra perto da linha de fusão é normalmente a região mais crítica. Estudos mostram que esta região experimenta principalmente baixa tenacidade devido ao crescimento de grão austenítico. Já para materiais de grande espessura é necessário utilizar a deposição de vários passes de solda, onde as regiões da ZTA formada pelo primeiro passe são reaquecidas pelos ciclos térmicos dos passes subsequentes modificando as regiões da ZTA formadas inicialmente.

Vários pesquisadores [25, 35, 82, 83] fizeram uma classificação das sub-regiões da ZTA para uma solda multipasse (**Figura 2-18**). As regiões que correspondem aos números de 1 até 4, longe da linha de fusão, não sofreram nenhum reaquecimento. No caso das sub-regiões modificadas, correspondendo aos números 5 até 8, a distribuição microestrutural e os efeitos de estas

modificações nas propriedades mecânicas é um pouco mais complexo. Todas as sub-regiões se encontram relacionadas com a T_{p2} (segunda temperatura de pico), e esta por sua vez se encontra relacionada com as temperaturas críticas de transformação (A_{c1} e A_{c3}).

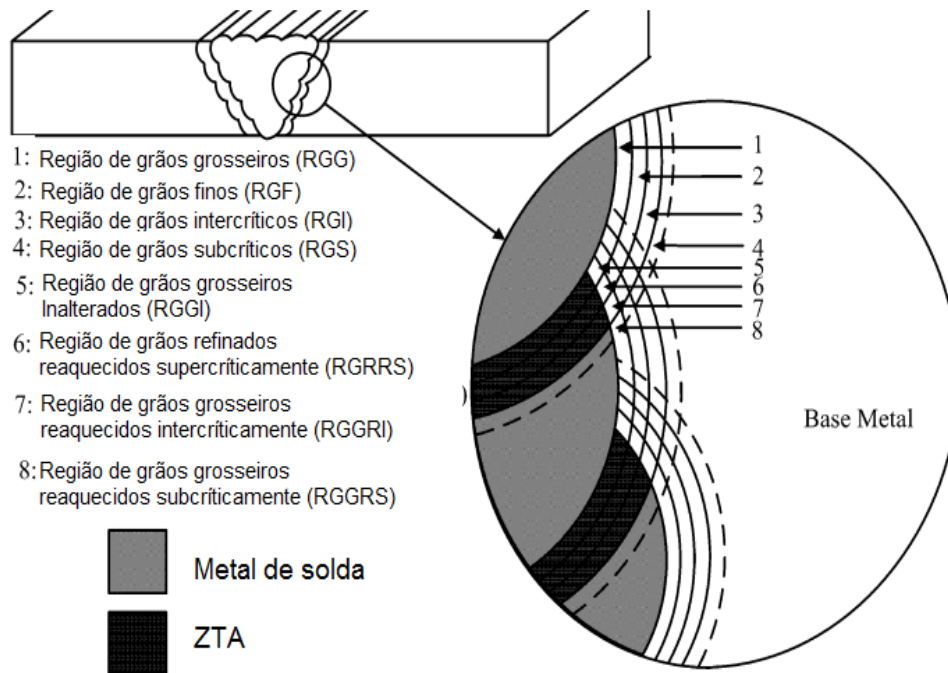


Figura 2-18 diagrama esquemático dos constituintes da ZTA de uma solda multipasse [82]

A região número 5 é denominada de região de grãos grosseiros inalterados (RGGI). Devido a sua proximidade da linha de fusão, esta região é reaquecida por um segundo passe até uma temperatura $T_{p2} \gg A_{c3}$. Segundo Matsuda et. al. [35], esta região não mostra uma alteração microestrutural significativa por atingir temperaturas próximas daquela na qual a microestrutura inicial (T_{p1}) foi formada.

A região número 6, é chamada de região de grãos refinados reaquecidos supercriticamente (RGRRS). Esta região de grãos grosseiros ocorre a temperaturas ligeiramente acima de A_{c3} e abaixo de 1200°C , onde o tamanho de grão grosseiro recristaliza formando grãos finos.

A região número 7, é denominada de região de grãos grosseiros reaquecidos intercriticamente (RGGRI). Esta região é reaquecida entre as temperaturas $A_{c1} < T_{p2} < A_{c3}$. Estudos realizados por Li et al. [84] em aços microligados de

baixo carbono indicam que a região (RGGRI) representa a região de mais baixa tenacidade em função da presença do constituinte AM associado a um enriquecimento de carbono. O aumento de tamanho grão durante o reaquecimento também contribui para reduzir a tenacidade nesta região.

A região número 8, é denominada região de grãos grosseiros reaquecidos subcriticamente (RGGRS). Esta região é reaquecida na temperatura $TP2 < A_{C1}$. Devido à baixa temperatura de reaquecimento esta região não sofre transformações. Li et al. [82] realizou estudos em aços API X70 e confirmaram que a microestrutura desta região é parecida ou quase igual a microestrutura da região (RGGI), por que ambas conservam a microestrutura inicial de grãos grosseiros. Este comportamento também foi encontrado por Jae [85, 86] utilizando aços de alta resistência, com 9% de Ni.

2.6.3. Influência de zonas frágeis localizadas (ZFL) na ZTA

As quatro sub-regiões descritas no item (2.6.2) podem ser consideradas como zonas frágeis localizadas (ZFL) [82, 85, 86] ou (LBZ) do termo em inglês “Local Brittle Zones”. Estas sub-regiões de dimensões micrométricas se encontram associadas a baixos valores de tenacidade e resistência.

O estudo destas sub-regiões em uma solda real é muito trabalhoso e complexo por se tratar de regiões de comprimento muito pequeno, estas dificuldades podem ser reduzidas pela utilização de simuladores de ciclos térmicos, como a máquina Gleeble a qual pode produzir regiões da ZTA de maior volume, podendo realizar posteriormente ensaios mecânicos em cada uma das sub-regiões da ZTA.

2.6.3.1. Principais mecanismos que influenciam a (ZFL)

Segundo Matsuda et. al. [35] é possível melhorar a tenacidade da ZTA quando refinamos o tamanho de grão efetivo da microestrutura e quando ocorre decomposição do constituinte AM.

Já uma característica que pode reduzir a tenacidade de um material é a presença microconstituente AM, a qual se encontra constituído de martensita de alto carbono e austenita retida.

Pesquisadores [86, 25] determinaram que a quantidade do constituinte AM nas diferentes regiões da ZTA pertencente a uma solda multipasse varia em função da temperatura de pico. Geralmente a região intercrítica é a região que forma maior quantidade de constituinte AM no contorno de grão da austenita, levando a uma fragilização do material. Já outras regiões como a região de grãos grosseiros inalterados e região subcrítica apresentam uma menor quantidade do constituinte AM geralmente dispersa na matriz ferrítica não causando grandes influências.

Estudos em três regiões diferentes da ZTA pertencente a uma solda multipasse, e aços de baixo carbono 0,066%C [85, 86] determinaram que as partículas de constituinte AM formadas em regiões diferentes da ZTA se encontram formadas com diferentes teores de carbono. Os ensaios indicaram que as partículas de AM das regiões RGGI, RGRRS, RGGRI se encontram associados a teores de carbono 0,75%, 1,1% e 2,2%. Assim partículas de AM com maiores quantidades de carbono, mostraram uma diminuição da tenacidade.

Outro fator que pode afetar as ZFL é a morfologia do microconstituinte AM. Matsuda [35] mostra a existência de dois tipos de AM, massivo e alongado. Ikawa [77] fazendo simulações em aços de alta resistência para encontrar o efeito da morfologia do AM na tenacidade da ZTA, encontrou que para baixos tempos de resfriamento houve uma predominância de AM na forma alongada, a tenacidade não sofreu mudanças significativas. Para elevados tempos de resfriamento, a quantidade de AM predominou na forma massiva e a tenacidade diminuiu com o aumento do tempo de resfriamento. Estes resultados indicaram que o AM na forma massiva é mais nocivo que o AM alongado. Outros pesquisadores encontraram que o constituinte AM na forma alongada é mais nocivo, diminuindo drasticamente a tenacidade. O efeito da morfologia do AM na tenacidade da ZTA de uma solda multipasse necessita ainda de esclarecimentos.

Segundo Matsuda [35] a presença de elementos de liga como (C, Mn, Cr, Mo, Si, N, Al) associado a elevadas taxas de resfriamento também contribuem a formação do microconstituinte na ZTA.